بررسی و مطالعه تأثیر ماهیت ذرات استحکام دهنده و پارامترهای فرآیند ساخت بر ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت‌های ذره ای بر پایه آلومینیم *

مهدی کلانتر[۱] علیرضا مشرقی[۲] سید محمد یاسر سلیمانی[۳]

چکیده

در این تحقیق خواص و رفتار مکانیکی کامپوزیت‌های ذره ای زمینه فلزی بر پایه آلیاژ یوتکتیکی Al-%۱۲Si و ذرات تقویت کننده Al_2O_3 TiC و B_4C ساخته شده به روش ریخته‌گری گردابی در شرایط مختلف مورد بررسی قرار گرفته است. از پارامترهای مورد بررسی می توان به درصد ذرات استحکام دهنده، دمای ریختن مذاب، سرعت و زمان هم زدن مذاب و نوع همزن اشاره نمود. به دلیل سبک بودن و قابلیت اکسیداسیون ذرات بخصوص در مورد TiC و B_4C اضافه کردن آنها به واسطه فویل های آلومینیومی انجام گرفته که توزیع بهتری را نشان می‌دهد و شدت اکسیداسیون کمتری حاصل می‌شود. نتایج نشان می‌دهد که ریخته‌گری مذاب در بازهٔ دمایی °C ۷۵۰-۷۰۰، سرعت هم زدن در بازهٔ ۷۵۰-۷۰۰ دور بر دقیقه، استفاده از همزن با پره های توربینی و با زاویه ۳۰ درجه نسبت به محور دوران، افزودن ذرات سرامیکی تقویت کننده با نرخ ۱/۲-۰/۲۷۵ گرم بر ثانیه و زمان همزدن حداکثر تا ۶ دقیقه برای ذرات کاربیدی و حداکثر تا ۱۷ دقیقه برای آلومینا، کامپوزیتی با توزیع یکنواخت تری از ذرات و با خواص مکانیکی بالاتر را داده بدون اینکه مشکلات مربوط به جذب گاز های محیطی و اکسیداسیون را به دنبال داشته باشد. مشاهدات میکروسکوپی و نتایج مربوط به خواص مکانیکی نشان می‌دهد که $Al\text{-}Al_2O_3$ و در درجه بعد Al-TiC قابلیت تر شوندگی و توزیع بالاتری در مذاب نسبت به $Al\text{-}B_4C$ دارند به طوری که افزایش تا کمتر از ۲۵٪ برای آلومینا و کمتر از ۱۸٪ برای کاربید تیتانیم و زیر ۱۰٪ کاربید بور توزیع ذرات یکنواخت بوده و خواص مکانیکی افزایش می‌یابد. با وجود این کامپوزیت $Al\text{-}10\%B_4C$ بالاترین خواص مکانیکی را داده است.

واژه های کلیدی کامپوزیت، آلومینیم، ریزساختار، خواص مکانیکی، ریخته‌گری گردابی، اکسید آلومینیم، کاربید تیتانیم، کاربید بر.

Investigating the Influence of Type and Amount of Reinforcement Particles and Processing Parameters on the Micro Structure and Mechanical Properties of Aluminum Matrix Composites

M. Kalantar A. Mashreghi S.M. Solimani

Abstract

Al-12%Si metal matrix composites reinforced with 6-25 vol% of Al_2O_3, TiC and B_4C reinforcement particles, were fabricated by stir casting. The microstructure, density, porosity, micro-hardness, tensile strength of composites were evaluated. Microstructure and mechanical properties characterization showed uniform reinforcement distribution and increasing of hardness and tensile strength of composites samples with increasing of Al_2O_3 (<25 vol%), TiC (<18 vol%) and B_4C (<10 vol%). For Al-5% Al_2O_3, various parameters of stir casting processing such as temperature of molten metal, rate and time of stirring, Type of agitator, were investigated. The results show that fabrication of composites in condition of 700- 750 rpm for agitator, 17 minutes of agitation for alumina and 6 min for carbides particlrs, using of zirconia- coated agitator with blades in angle of 30° in relation to rotation axis, adding of ceramic particles with speed of 0.375-1.2 gr/sec, temperature of casting of 700-750°C give the optimum reinforcement distribution, wetting and quantity of porosity.

Key Words Composites, Matrix metallic, Microstructure, Mechanical Properties, Stir Casting, Al_2O_3, B_4C, TiC.

---

* نسخه نخست مقاله در تاریخ ۸۸/۸/۲٤ و نسخه پایانی آن در تاریخ ۸۹/۳/۹ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱)عهده دار مکاتبات: استادیار، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد
(۲) استادیار، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد
(۳) دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد

مقدمه

نیاز های روز افزون انسان ومنابع رو به پایان مواد خام طبیعی مانند فلزات او را واداشته تا با استفاده از تکنولوژی مدرن، موادی تولید نماید که با به کار گرفتن آنها، بیشتر نیازهای خود را با حداقل هزینه تأمین نماید.کامپوزیت‌های زمینه فلزی از جمله این مواد هستند. در این نوع کامپوزیت‌ها یک زمینه فلزی چون تیتانیم، آلومینیوم و منیزیم با استفاده از استحکام دهنده‌های سرامیکی به شکل الیاف یا ذرات و یا ویسکرز مورد استحکام دهی قرار می گیرد. عموماً عوامل تقویت کننده ذراتی چونSiC ، Al_2O_3، ZrO_2، B_4C، TiC، SiO_2، TiB_2، WC،... می‌باشند. کامپوزیت‌های زمینه فلزی می توانند بر حسب ماهیت و درصد حجمی فازهای استحکام دهنده و زمینه، نوع عملیات حرارتی انجام شده و نوع و شرایط فرآیند ساخت بر روی آنها از استحکام و مدول الاستیسیته بالا، ضریب انبساط حرارتی کم و مقاومت به سایش عالی برخوردار باشند[15-1]. کامپوزیت‌های زمینه فلزی به عنوان دسته ای از مواد پیشرفته در مقایسه با فلزات و آلیاژهای معمولی دارای مزایایی چون صرفه جویی وزنی به خاطر نسبت استحکام به وزن مخصوص بالا، پایداری ابعادی بهتر به دلیل ضریب انبساط حرارتی پایین تر و مقاومت به خزش، مقاومت به خستگی سیکلی و مقاومت به سایش بالاتر می باشند. کامپوزیت‌های زمینه فلزی به عنوان دسته مهمی از مواد پیشرفته کاربرد های فراوانی در صنایع وسایل نقلیه زمینی، هوا- فضا چون موتورهای راکت‌ها و هواپیماها، تجهیزات دریایی، الکترونیکی، الکتریکی، حرارتی، راکتورهای هسته‌ای، ساینده ها و قطعات سایشی پیدا نموده و به علت سهولت امکان تولید نسبت به سایر کامپوزیت‌ها در محدوده وسیعی از کاربردها مورد توجه قرار گرفته‌اند[17-16]. روش‌های تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی در سه حالت جامد (متالورژی پودر، زینترینگ معمولی، پرس گرم فورجینگ، اکستروژن، نورد و ترکیبی از آنها، اتصال نفوذی، شوک انفجاری،....)، مایع (گردابی، گریز از مرکز، تحت فشار، نیمه مایع - نیمه جامد نفوذ دهی، در جا، پاششی، ...) و گازی (رسوب فیزیکی و شیمیایی از فاز بخار، ...) مورد بررسی قرار می گیرند. استفاده از روش‌های متداول شکل دهی فلزات با هزینه تولید نسبتاً پایین برای تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی از امتیاز مهم این نوع کامپوزیت‌ها محسوب می‌شود. در این میان کامپوزیت‌های قابل تولید توسط ریخته گری گردابی از نظر اقتصادی مقرون به صرفه بوده و همین طور قطعات با تنوع گوناگونی از نظر شکل و ترکیب قابلیت تولید دارد؛ اما با وجود این مشکل ترشوندگی ذرات سرامیکی توسط مذاب و به دست آوردن توزیع مناسب از فاز ثانویه درزمینه وجود دارد [۲۱- ۱۸]. استفاده از فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک نظیر اکستروژن، نورد وآهنگری بر روی شمش‌های ریختگی کامپوزیتی باعث کاهش تخلخل، شکسته شدن خوشه های ذرات و بهبود پیوند بین ذره و زمینه می‌شود. در این تحقیق تأثیر عوامل نوع و درصد ذرات استحکام دهنده سرامیکی (TiC-Al_2O_3–B_4C) و همین طور پارامتر های مربوط به فرآیند تولید به وسیله ریخته‌گردابی بر روی ریزساختار و خواص فیزیکی و مکانیکی کامپوزیت با زمینه آلیاژ آلومینیم-۱۲٪ سیلیسیم مورد بررسی قرار گرفته است.

روش تحقیق

ترکیب آلیاژ مورد استفاده به عنوان زمینه فلزی در جدول (۱) آمده است. ذرات سرامیکی TiC (۸۰ میکرون، اکراین)، Al_2O_3 و B_4C (۱۲۰ میکرون MPCO چین) با خلوص حداقل ۹۸٪ به عنوان عوامل استحکام دهنده مورد استفاده قرار گرفته اند. برای تولید نمونه‌های کامپوزیتی عمل ذوب شدن تحت یک پوشش محافظ چون نمک کریولیت در کوره الکتریکی انجام گرفته تا از تماس مذاب با محیط اطراف و انجام فعل و انفعالات اکسیداسیون و یا جذب گاز جلوگیری شود. برای تهیه آلیاژ Al- ٪۱۲/۱ Si از هاردنر Si Al-۲۷/۵٪ استفاده گردید. پس از آماده سازی مذاب در دمای حدود ٦٧٠ درجه سانتیگراد گاززدایی توسط

قرص دگـازر (هگزاکلرواتـان) انجـام گرفـت. پـس از رساندن مذاب به دمای مورد نظـر، حـدود ۱۰۰۰–۷۰۰ درجه سانتیگراد، ذرات استحکام دهنـده کـه تـا دمـای نزدیک به دمـای مـذاب بـرای آلومینـا و ۴۰۰°C–۳۰۰ برای ذرات کاربیدی پیش گرم شده‌اند، به وسـیلهٔ یـک ناودانی بـا درصـد مـورد نظـر (۲۵–۵٪) و بـا سـرعت حدود۱/۲ – ۰/۲۷۵ گرم بـر ثانیـه وارد مـی شـوند. در ضمن ورود ذرات، مذاب توسط یک همزن که از قبـل پیشگرم شده با سرعت مورد نظر (دور بـر دقیقـه ۹۰۰ – ۷۰۰) به تلاطم در می آید. از همزن های الکتریکی با اندازه و شکل‌های مختلف از نظر تعداد پـره (۲، ٤ و ٦ پره) و طول پره ها از ۲ تا ٤ سانتیمتر اما با زاویه معـین ۳۰ درجه استفاده گردید. برای جلوگیری از واکنش بین مذاب و پره ه های همـزن یـک پوشـش سـرامیکی بـا استفاده از فرآیند های الکترولس و یا اسپری دوغـاب سرامیکی (دوغـابی از ZrO_2 یـا مخلـوطی از گرافیـت ۲۰٪+ ۵٪سیلیکات سدیم + ۵٪ بنتونیت + آب ۷۰٪) بر روی سطوح همزن پیش گرم شده اعمـال گردیـد؛ بـه طوری که همزن تا ۳۰۰ °C پیشگرم شـده و بـه مـدت حدود ۵ ثانیه در داخل دوغاب قرار مـی گیـرد. مـدت زمان همزدن مذاب با توجه بـه حـساسیت پـودر بـین ٦–۱۰ دقیقه متغیر بوده به طوری کـه بـرای Al_2O_3 تـا ۱۰ دقیقه امـا بـرای پـودر هـای B_4C و TiC بـه دلیـل حساسیت بـه اکـسیداسیون حـداکثر ٦ دقیقـه در نظـر گرفته شد. برای جلـوگیری از سـرد شـدن بوتـه یـک مشعل گازی در تمام مدت همـزدن بوتـه را گـرم نگـه می‌داشت. ریختـه‌گـری در داخـل قالـب آبگـرد انجـام گرفت.

مشاهدات ریزساختاری جهت چگـونگی توزیـع انـدازه ذرات، دانـه بنـدی زمینـه و چگـونگی توزیـع تخلخل‌ها بر روی نمونـه‌هـای کـامپوزیتی متـالوگرافی شده تا یک میکرون (خمیر الماسی یک میکـرون) و اچ شیمیایی شده با محلول HF ۰/۵٪ به مـدت ۵ ثانیـه بـا استفاده از میکروسکوپ های نوری و الکترونـی انجـام گرفت. رفتار و خواص مکانیکی کشـشی نمونـه‌هـای کامپوزیتی (استحکام تسلیم، نهایی و استحکام شکست، کرنش شکست) با استفاده از دسـتگاه اینـسترون مـدل ٥٥٨٦ طبـق اسـتاندارد MPIF43-1986 انجـام گرفـت. سختی نمونه‌ها بر اساس سختی برینـل (قطـر سـاچمه ۲/۵ میلیمتر و نیـروی ٦٢/٥ کیلـوگرم) تعیـین گردیـد. دانسیته نمونـه بـا اسـتفاده از روش ارشـمیدس تعیـین گردید. میزان تقریبی تخلخل از رابطه زیر تعیین گردید:

$$(\rho_{th}-\rho_{exp})/\rho_{th}$$

ρ_{exp}: دانسیته تجربی به دسـت آمـده از روش ارشـمیدس،
ρ_{th}: دانسیته تئوری کامپوزیت طبق قانون مخلوط ها

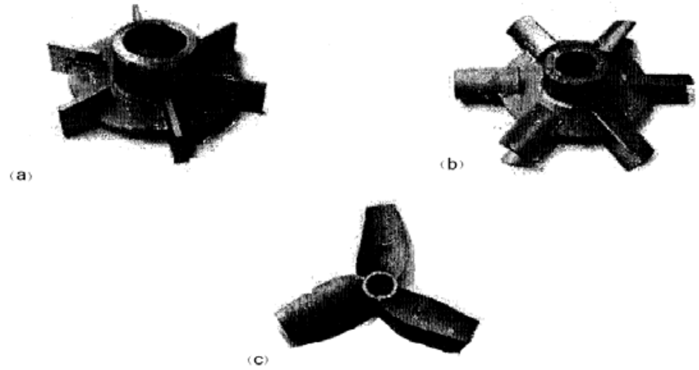
در آزمایـشات تعیـین خـواص بـرای هـر مـورد اندازه‌گیری حداقل سه نمونه مورد استفاده قرار گرفت. آزمایـشات میکـرو سـختی (Fiuture Tech-Sm-300) تحت نیروی بین ۳ الی ۱۰۰ گرم و مدت زمـان اعمـال نیروی ۵ ثانیه انجام گرفت

نتایج و بحث

پارامترهای مربوط به فرآیند تولید. اگر سـرعت ورود ذرات به داخل مذاب بالا باشـد امکـان همگـن سـازی وجود نداشته و توزیع خوبی از ذرات در زمینه حاصـل نمی‌شود. اگر سـرعت ورود ذرات پـایین باشـد زمـان عملیات تزریق به درازا مـی‌کـشد کـه کـاهش سـیالیت مذاب، اکسیداسیون و جذب گازهـای اتمـسفری را بـه دنبال دارد در این تحقیق بنا به نتایج تجربی آورده شده در منابع سرعت ورود ذرات حدود ۰/۲۷۵ گرم بر ثانیه در نظر گرفته شد [22].

جدول ۱ آنالیز آلیاژ آلومینیم–سیلیسیم مورد استفاده به عنوان زمینه برای ساخت انواع کامپوزیت‌ها

عنصر	Al	Si	Mg	Ni	Cu	Fe	Mn	Ti	Zn
٪	۸۷/۳۰	۱۲/۱	۰/۰۲	۰/۰۱	۰/۰۱	۰/۱	۰/۱	۰/۰۱	۰/۱۵



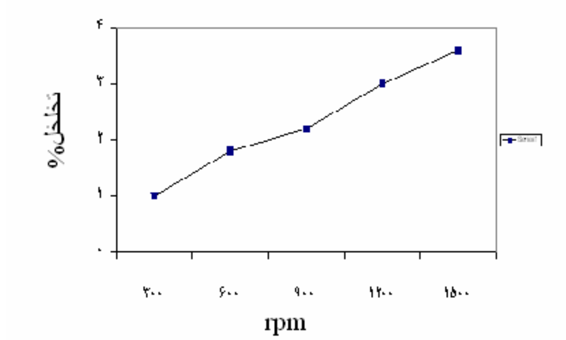
شکل ۱ همزن های به ترتیب (a) و(b) همزن با سیلان شعاعی و(c)همزن با سیلان محوری [22]

عمل هم زدن دو نقش مهم کشیدن ذرات به داخل مذاب و مجزا نگه داشتن آنها از یکدیگر را دارد و ذرات تحت تأثیر نیروی وارده و شرایط ایجاد شده به صورت غوطه وری قرار می گیرند. معمولاً همزن هایی که بتوانند هر دو حالت سیلان شعاعی و سیلان محوری را ایجاد نمایند، مناسب هستند. در حالت شعاعی تنش برشی بیشتری ایجاد شده و حرکت نسبی بهتری میان لایه های مختلف سیال به وجود می آید. در حالت محوری حرکت ستونی و عمودی سیال از بالا به پایین نقش وارد کردن ذرات رابر عهده دارد، (شکل ۱-a). بدین ترتیب این سیلان شعاعی است که از تجمع ذرات جلوگیری نموده و در بهبود تر شوندگی مؤثر میباشد، (شکل ۱-b)؛ به همین دلیل از پره های مشابه با (شکل ۱-c) استفاده گردید که هر دو سیلان محوری و شعاعی را از خود نشان میدهند. موقعیت همزن در ابتدا به نحوی بوده که فاصله انتهای همزن از کف حدود ۰/۷۵ ارتفاع مذاب باشد تا با ایجاد گرداب در لایه سطحی ذرات را به داخل بکشاند اما پس از آن بتدریج همزن به پایین تر برده شده تا فاصله آن از کف بوته به ۰/۲۵ ارتفاع مذاب برسد. بدین ترتیب تلاطم سطحی کاهش یافته و در ضمن پوسته های اکسیدی سطحی پایداری خود را حفظ نموده و از ورود گازهای محیطی به داخل مذاب جلوگیری مینماید.

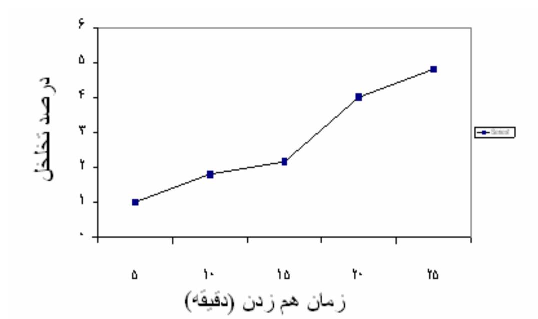
در سرعت‌های بالای همزدن (بالاتر از ۱٤۰۰ دور بر دقیقه) اغتشاش و تلاطم شدید باعث مکش شدید حباب‌های هوا به داخل سیال گردیده و افزایش تخلخل را به دنبال دارد در حالی که هیچگونه کمکی به ترشوندگی ننموده و باعث راندن ذرات تقویت کننده به اطراف می‌شود. از طرفی تماس مذاب با هوا افزایش یافته و افزایش اکسیداسیون را به دنبال دارد. در سرعت‌های کمتر از سرعت بحرانی برش کافی در مذاب ایجاد نشده و گرداب مناسبی برای کشیدن ذرات به داخل مذاب به وجود نمی‌آید و از این رو، احتمال تجمع ذرات در سطح مذاب وجود دارد[27-23]. در این تحقیق، دوران با سرعت‌های مختلف از ۲۰۰ تا ۱۵۰۰ دور بر دقیقه انجام گرفت. به طوری که مطابق نتایج به دست آمده با افزایش سرعت همزنی میزان تخلخل کامپوزیت تقریباً به صورت خطی افزایش می‌یابد، (شکل ۲). سرعت همزنی باید بهینه بوده تا ضمن اینکه توزیع خوب ذرات را تضمین می‌نماید از محبوس شدن گازهای محیطی جلوگیری نماید. سرعت بهینه در این تحقیق ۷۵۰ دور بر دقیقه در نظر گرفته شد.

مذاب آلومینیم در دمای ریخته‌گری تقریباً رفتار مشابه یک سیال نیوتنی شبه پلاستیک را داشته به طوری که با افزایش زمان همزدن و اعمال تنش برشی ویسکوزیته کاهش می‌یابد که به خروج گازهای محبوس شده و غوطه ورسازی ذرات تقویت کننده در

مذاب کمک می‌نماید و امکان انجام ساخت کامپوزیت در سرعت‌های همزنی پایین تر وجود دارد. اما از طرف دیگر در یک سرعت معین افزایش زمان همزدن شرایط مساعدی برای ورود گازهای محیطی به مذاب و افزایش تخلخل در کامپوزیت را فراهم آورده و همین طور خرد شدن تدریجی ذرات تقویت کننده را به دنبال دارد. در زمان‌های خیلی کوتاه نیز عمل تلقیح ذرات ناقص بوده و ترشدن بخوبی انجام نمی‌گیرد و ذرات بر سطح مذاب شناور می‌مانند. بدین ترتیب یک زمان بهینه و متوسط لازم می‌باشد که در این تحقیق برای ذرات اکسید آلومینیم ۱۷ دقیقه و برای ذرات کاربید تیتانیم و کاربید بور حدود ٦ دقیقه در نظر گرفته شد. در زمان های طولانی تر افزایش تخلخل محسوس می‌باشد، (شکل ۳).

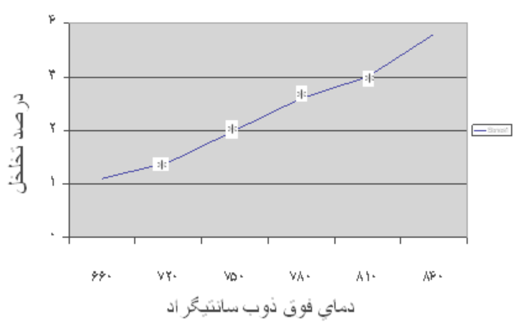


شکل ۲ نمودار تغییرات تخلخل بر حسب سرعت همزدن در ساخت کامپوزیت $Al\text{-}5\%Al_2O_3$ در زمان همزدن ۱۵دقیقه و فوق ذوب ۷۵۰°C



شکل ۳ نمودار تغییرات میزان تخلخل بر حسب مدت زمان همزدن برای کامپوزیت $Al\text{-}5\%Al_2O_3$ در دمای فوق ذوب ۷۵۰°C و سرعت هم زدن ۶۰۰ دور بر دقیقه

برای دماهای بالای ریخته‌گری انحلال گازهای محیطی در مذاب کامپوزیتی افزایش یافته که افزایش تخلخل در ریزساختار کامپوزیت را به دنبال خواهد داشت، (شکل ٤). از طرفی در دمای فوق ذوب پایین به خاطر عدم سیالت کافی قابلیت خروج گازها کم بوده و امکان محبوس شدن آنها وجود دارد و افزون بر این، امکان آگلومره شدن ذرات نیز وجود دارد. در این تحقیق دمای فوق ذوب در بازۀ ۷۵۰–۷۲۰ °C در نظر گرفته شد چرا که مطابق شکل (٤) در بالاتر از این بازۀ دمایی شیب منحنی افزایش درصد تخلخل به طورمحسوس تری افزایش می‌یابد. خاطر نشان می‌سازد که در دمای بالاتر به دلیل تشکیل فازهای واکنشی بیشتر، ترشوندگی بهبود می‌یابد. اما احتمال شکل‌گیری فاز کاربید آلومینیم در نتیجه واکنش بین آلومینیم و کربن بونه گرافیتی افزایش می‌یابد که باعث کاهش استحکام می گردد.



شکل ۴ نمودار تغییرات تخلخل بر حسب دمای فوق ذوب در ساخت کامپوزیت $Al\text{-}5\%Al_2O_3$در مدت زمان همزدن ۱۵ دقیقه و سرعت هم زنی ۶۰۰ دور بر دقیقه

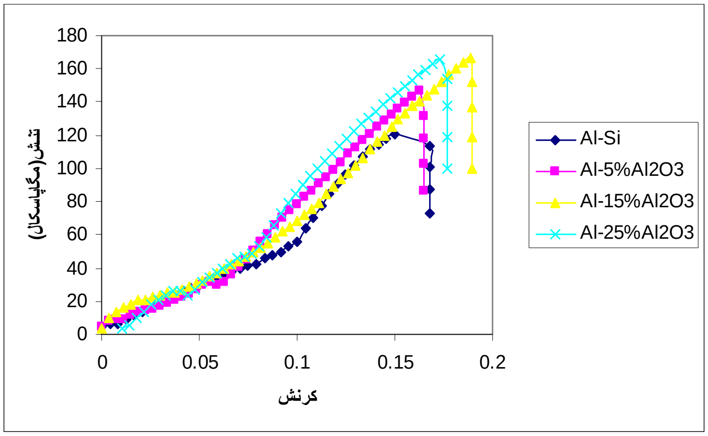
کسر حجمی ذرات. با افزایش کسر حجمی ذرات پتانسیل جوانه زنی حباب های گازی در داخل مذاب افزایش می‌یابد چراکه با حضور ذرات ویسکوزیته مذاب افزایش یافته و نفوذ مذاب بین ذرات کاهش می‌یابد بنابراین قابلیت خروج گازها کاهش می‌یابد. از طرفی با افزایش غلظت ذرات در مذاب فواصل بین ذرات کاهش یافته تا جایی که در یک فاصله بحرانی

به علت ترشوندگی ضعیف ذرات توسط مذاب فیلم مذاب بین ذرات گسسته شده و منجر به تشکیل حفره می گردد و در نتیجه درصد تخلخل کامپوزیت افزایش می‌یابد. افزایش کسر حجمی ذرات به بیش از حد بحرانی احتمال خوشه ای شدن ذرات را افزایش داده و کاهش خواص مکانیکی را به دنبال دارد.

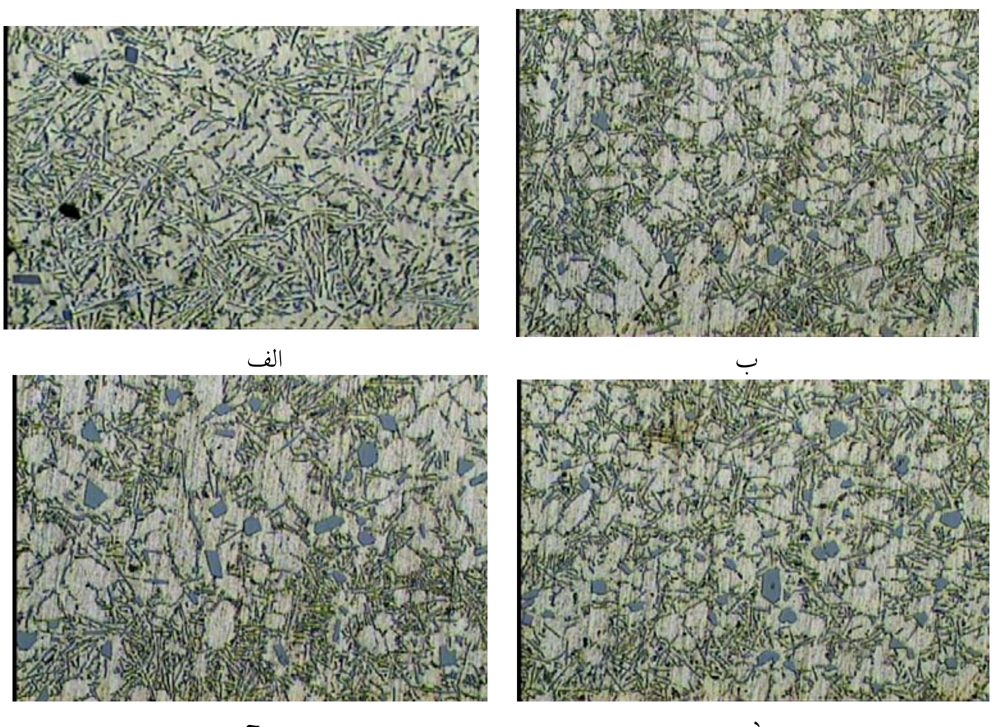
Al-Al_2O_3: برای کامپوزیت زمینه آلومینیم استحکام یافته با ذرات اکسید آلومینیم تا مقادیر کمتر از ۰۲۵٪استحکام کششی افزایش یافته و در بالاتر از آن کاهش می‌یابد، (جدول ۲ و شکل ۵). در درصد های بالاتر پراکندگی در مقادیر استحکام افزایش یافته که به دلیل خوشه ای شدن ذرات و عدم یکنواختی در توزیع ذرات و ایجاد عیوب و تخلخل در کامپوزیت می‌باشد. استحکام کششی و قابلیت شکل پذیری زمینه با افزایش درصد آلومینا در بالاتر از ۱۵٪ کاهش می‌یابد، جدول (۲) که می تواند به دلیل کلوخه ای شدن ذرات و ایجاد تنش موضعی و شکل گیری ریزترک ها در این نواحی، افزایش تخلخل و کاهش چگالی نسبی جدول (۲) به سبب ضعیف شدن اتصال ذرات توده‌ای با زمینه و جوانه زنی حباب های گازی بر روی آنها و همین طور افزایش غیر یکنواختی ریزساختار، شکل(٦) با افزایش مقدار آلومینا باشد. با افزایش ذرات آلومینا بخصوص تا ۱۵٪ به دلیل حفظ توزیع یکنواخت آنها استحکام کامپوزیت افزایش یافته و بنابر این گلویی شدن آلیاژ را تا کارسختی های بالاتر به تأخیر می‌اندازد و به همین دلیل میزان کرنش کامپوزیت تا ۱۵٪ افزایش یافته اما در بالاتر از آن به دلایل گفته شده کرنش شکست کامپوزیت کاهش می‌یابد اما در هر صورت بالاتر از آلیاژ زمینه می‌باشد. وجود ذرات سرامیکی باعث ایجاد جوانه زنی ناهمگن سریع در مذاب یوتکتیکی غنی از سیلیسیم در مراحل نهایی انجماد شده به طوری که ساختار یوتکتیکی ظریف و ریزتری حاصل می‌شود، (شکل ٦) که خود نقش مهمی در افزایش خواص مکانیکی دارد. با افزایش درصد آلومینا تا ۲۵٪ حجمی سختی کامپوزیت همواره افزایش می یابد، (جدول ۲). هر چند در درصد های بالاتر آلومینا پراکندگی در اندازه‌گیری عدد سختی بیشتر شده که به دلیل افزایش در عدم یکنواختی توزیع ذرات می‌باشد اما در هر صورت میانگین سختی افزایش می یابد. کامپوزیت‌های Al-Al_2O_3 مشکل ترشوندگی کمتری نسبت به دو گروه دیگر از کامپوزیت‌ها دارد اما با وجود این به دلیل سختی کمتر ذرات آلومینا استحکام دهندگی آن در شرایط معادل پایین تر از ذرات TiC و B_4C می‌باشد.

جدول ۲ خواص فیزیکی و مکانیکی انواع کامپوزیت‌های Al_2O_3/Al-$12\%Si$ با درصد های مختلف از Al_2O_3 ساخته شده به روش ریخته‌گری گردابی. $۷۵۰\ ^\circ C$

نوع ماده	Al-$25\%Al_2O_3$	Al-$15\%Al_2O_3$	Al-$5\%Al_2O_3$	آلیاژ زمینه
درصد ازدیاد طول(%El)	۳/۱	٤/٤	٤/٤	۵
استحکام کششی (MPa)	۱٦۵/۷۷	۱۷۰	۱۵٦	۱۱۰
سختی BHN 2.5/30	۹۸/۲	۸۵/۵	۵۰/۲	٤۵
درصد چگالی نسبی	۹٦/۹	۹۷/۳	۹۸	۹۹/۳



شکل ۵ منحنی تنش ـ کرنش برای انواع کامپوزیت‌های Al_2O_3 -Al-12%Si به عنوان تابعی از درصد حجمی ذرات آلومینا



شکل ۶ ریزساختار میکروسکوپی الف: نمونه خالص، ب: ۵٪آلومینا،ج: ٪۱۵الومینا، د: ۲۵٪آلومینا. (بزرگنمایی ۲۰۰×)

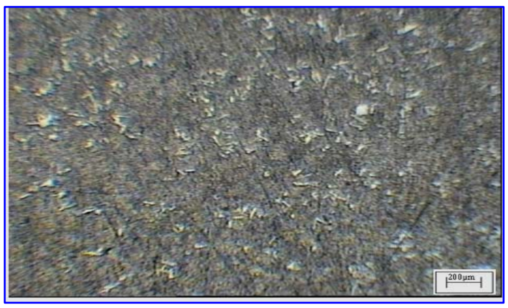
چنانچه بتوان از تشکیل تخلخل در کامپوزیت جلوگیری نمود خواص مکانیکی بالاتری از آن چه در این تحقیق به دست آمده است، حاصل می‌شود. این هدف با انجام عملیات ریخته‌گری در سیستم خلاء یا تحت گاز محافظ آرگون امکان پذیر خواهد بود. همین طور با تصفیه ذوب منطقه ای یا جزء به جزء شمش کامپوزیتی نیز می توان به خلوص بالاتر و تخلخل کمتر رسید اما متأسفانه اجرای اهداف فوق در این تحقیق امکان پذیر نبود.



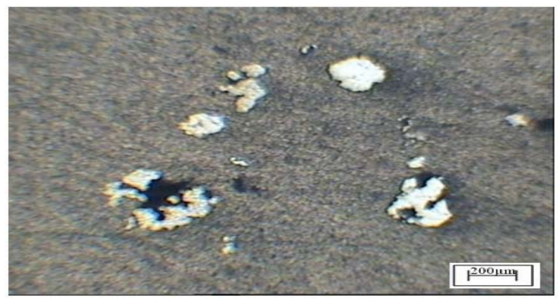
الف



ب



ج



د

شکل ۷ ساختارهای متالوگرافی شده با بزرگنمایی ۱۰۰ الف: آلومینیوم– ۱۲٪سیلیسیم ب: کامپوزیت با ٦٪ وزنی ذرات TiC
ج: کامپوزیت با ۱۰٪ وزنی ذرات TiC د: کامپوزیت با ۱۸٪ وزنی ذرات TiC

جدول۳ خواص فیزیکی و مکانیکی انواع کامپوزیت‌های TiC/Al-12%Si با درصد های مختلف از TiC ساخته شده به روش ریخته‌گری گردابی در دمای ۷۵۰°C

	کامپوزیت با ۱۸٪ذرات TiC	کامپوزیت با ۱۰٪ ذرات TiC	کامپوزیت با ٦٪ ذرات TiC	آلیاژ زمینه
استحکام کششی(MPa)	۱۲٦	۱۵۰	۱٤۱	۱۱۰
سختی BHN 2.5/30	٦۸	۱۰۵	۷۳	٤۵
درصد چگالی نسبی	۹٦	۹٦/۸	۹۷/۲	۹۹/۳

***Al-TiC*:** ساختار آلیاژ زمینه (Al—12%Si) به طور غالب شامل فاز یوتکتیک از دو عنصر سیلیسیم و آلومینیم بوده و با حضور ذرات تقویت کننده ساختار آلیاژ زمینه ریزتر می‌شود، (شکل ۷). با افزایش تا ۱۰٪ کاربید تیتانیم یکنواختی خوبی در توزیع ذرات وجود دارد. اما در بالاتر از آن (۱۸TiC٪) ذرات تقویت کننده حالت کلوخه‌ای پیدا نموده، (شکل ۷ – د) که کاهش خواص مکانیکی را به دنبال دارد، (جدول ۳). سختی از ٤۵ برینل برای آلیاژ به ۱۰۵ برینل برای کامپوزیت ۱۰TiC٪ افزایش یافته اما مجدداً برای ۱۸TiC٪ به ٦۸ برینل کاهش می‌یابد، (جدول ۳). در حقیقت برای مقادیر بالاتر از ۱۰TiC٪ پیوندها در فصل مشترک ذره–زمینه ضعیف تر شده و عیوب در آن شکل می گیرد. استحکام کششی کامپوزیت از ۱۱۰MPa برای آلیاژ به ۱۵۰ MPa برای کامپوزیت ۱۰٪TiC می رسد جدول (۳) اما در ۱۸٪ به بالا خواص مکانیکی کاهش می‌یابد

که دلایل آن مشابه آنچـه بـرای $Al\text{-}Al_2O_3$ آورده شـد، می‌باشد.

افزایش خواص مکـانیکی کامپوزیـت نـسبت بـه آلیاژ می تواند به دلیـل عمـل نمـودن ذرات بـه عنـوان موانع حرکت نابجایی و یا تکثیر آنها در نیرو های بـالا باشد. هر اندازه ذرات ریزتر باشند تعداد موانع افـزایش یافته و افزایش اسـتحکام بـالاتر خواهـد بـود. چگـالی نسبی کامپوزیت نسبت به آلیاژ کاهش می‌یابد که حاکی از شکل گیری تخلخل در نمونه کـامپوزیتی مـی‌باشـد. برای تعیین چگونگی کیفیت ذرات TiC از نظر خلوص و عیوب، تست میکروسختی انجام شد و عـدد سـختی میـانگین ٦٣٠ بـه دسـت آمـد. سـختی ذرات TiC در کامپوزیت در مقایسه با سـختی ذرات خـالص کاربیـد تیتانیم که ۱۰۰۰-۹۰۰ ویکرز می‌باشد پایین‌تر است که می‌تواند به دلیل درشت‌تر بـودن آنهـا در کامپوزیـت و وجود یک زیر لایه یا روکـش از فـیلم زمینـه بـر روی سطح زیرین یا رویی ذره به ترتیب باشد.

عملیات ماشینکاری نشان می‌دهد که بـراده‌هـای حاصل از آلیاژ Al-Si به صـورت پیوسـته و ورقـه ای بوده در حالی که برای نمونه‌های کامپوزیتی Al-TiC به دلیل ایجاد براده‌ها ی منقطع و ریزتر قابلیت ماشینکاری بالاتر است، (شکل ۸).



براده های آلیاژزمینه



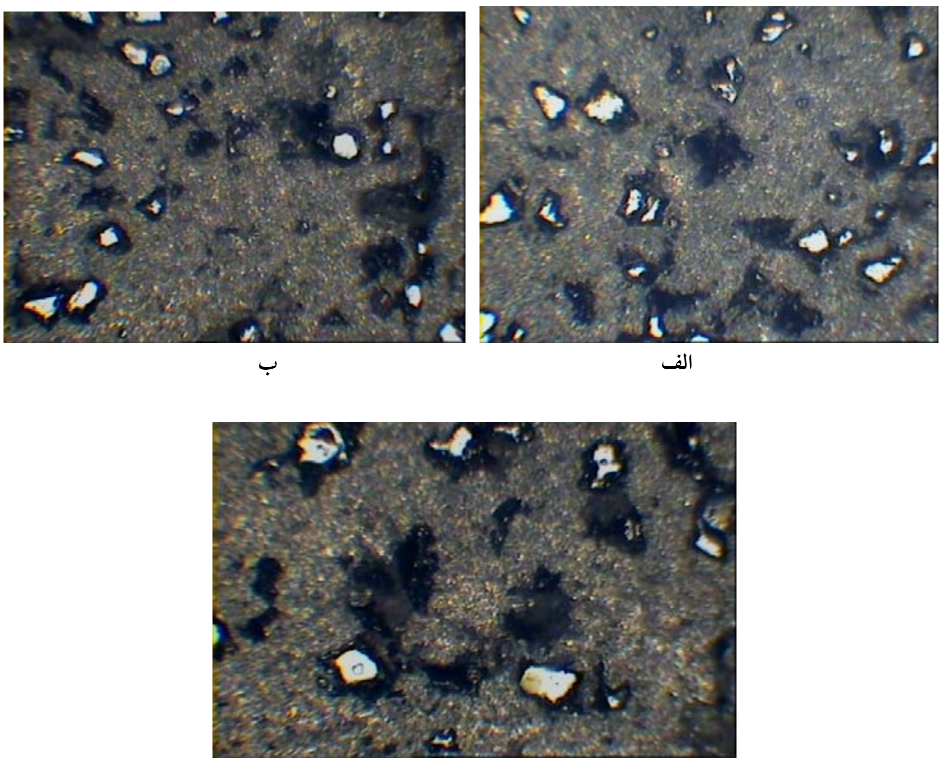
براده های کامپوزیتی

شکل۸ براده های حاصل از ماشینکاری نمونه‌ها

خواص این کامپوزیت معمولاً می‌بایستی بالاتر از کامپوزیت‌های $Al\text{-}\ Al_2O_3$ باشد اما به دلیل واکنش بین ذرات TiC و آلومینیم و شکل گیری فازهـای Al_3Ti و Al_4C_3 [15] در فـصل مـشترک همگنـی کامپوزیـت را کاهش داده و به ترد شدن آن نیز کمک مـی‌نمایـد کـه استحکام کششی آن را کاهش می‌دهد، اما در عین حال سختی بالایی برای کامپوزیت حاصل می‌شود.

$Al\text{-}B_4C$: شـــکل (۹ الـــف، ب و ج) تـــصاویر میکروسکوپی برای کامپوزیت $Al\text{-}\ B_4C$ بـرای آلیـاژ و حـضور درصـدهای مختلـف از کاربیـد بـور را نـشان می‌دهد. به دلیل زاویه تر شـوندگی بـالاتر کاربیـد بـور نسبت به Al_2O_3 و TiC توزیع ذرات در برخـی منـاطق کاملاً محدود است (ذرات شـبه کـروی سـفید رنـگ). معمولاً اسـتحکام پیونـد بـین ذرات و زمینـه در فـصل مشترک ضعیف بوده و به همین دلیـل مـی تـوان جـدا شدگی ذرات را در ضمن عملیات آماده سـازی نمونـه (برش، پولیش،...) بخصوص برای ۱۵٪ کـه کلوخـه ای شدن آنها و ضعیف شدن اتـصالات چـشمگیرتر اسـت بخوبی مـشاهده نمـود (شـکل ۹- ج) از طرفـی B_4C تمایل به اکسید شوندگی و واکنش دهی بـالایی دارد و به طورجدی نیاز به محـیط اتمـسفرخنثی دارد. وجـود باریکه های سیاه در فصل مشترک ذرات و زمینه دلیل بر وجود اکسیدهای Al_2O_3 و B_2O_3 بـوده[3,4,19] کـه عامل چسبندگی ذرات با زمینه هستند. البتـه در بعـضی منابع حاشیه های سیاه رنگ را فضای خالی و تخلخـل در مرز بین ذرات و زمینه به دلیل اتصال ضـعیف ذکـر نموده انـد [4]. در بـالاتر از ۱۰٪ امکـان توزیـع ذرات B_4C در زمینه آلومینیمی مشکل بوده و به همـین دلیـل خواص مکانیکی در ۱۵٪ به طورمهمی کاهش می‌یابـد، (جدول ٤). با افزایش درصد کاربید بور چگالی نـسبی کامپوزیت کاهش می‌یابد (جدول ٤) و چگالی نسبی از ۹۹/۳٪ برای آلیاژ به ۹۵/۵٪ برای B_4C ۱۵٪ مـی‌رسـد. شدت کاهش چگالی این کامپوزیـت نـسبت بـه سـایر کامپوزیت شدید تر می‌باشد. با افزایش درصـد کاربیـد

بور سختی کامپوزیت روند صعودی داشته اما در ۱۵٪ وزنی به طورمهمی کاهش می‌یابد که به دلیل ضعیف شدن پیوند بین ذرات و زمینه به دلیل کلوخه ای شدن آنها می‌باشد. سختی از ٤۵ برینل برای کاربید بور به ۱۰۰ برینل برای کامپوزیت Al- ۱۰B_4C٪ و به ۷۱ برینل برای Al- ۱۵B_4C٪ می رسد، (جدول٤).

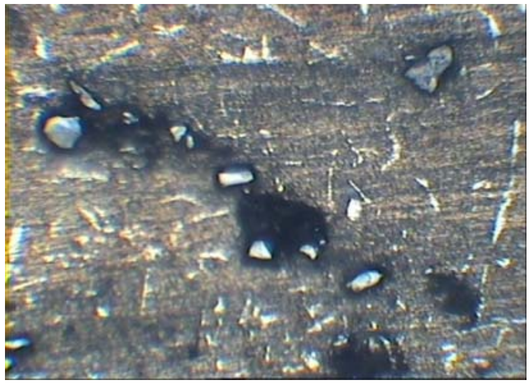


الف ب ج

شکل ۹ تصاویر میکروسکوپی برای کامپوزیت الف: ۵ درصد ب: ۱۰٪ ج: ۱۵٪کاربید بور در زمینه آلومینیم(بدون اچ) ساخته شده به روش گردابی در دمای ۹۰۰° C (بزرگنمایی ×۳۰۰)

جدول ٤ خواص فیزیکی و مکانیکی انواع کامپوزیت‌های Al-B_4C با درصد های مختلف از B_4C ساخته شده به روش ریخته‌گری گردابی و متالورژی پودر

٪B_4C	۱۵	۱۰	۵	۰
درصد چگالی نسبی	۹۵/۵	۹٦/۲	۹۷	۹۹/۳
سختی (BHN)				٤۵
۸۵۰ °C	۷۱	۱۰۰	۷۳	
۱۰۰۰ °C	۸۵	۱۰٦	۷۸	
استحکام کششی(MPa)				۱۱۰
۸۵۰ °C	۱۳٤/۱	۱۹۰/۷	۱٦۰/۳	
۱۰۰۰ °C	۱۵۳/۹	۱۹۸/٤	۱٦۷/۵	



شکل ۱۰ تصویر میکروسکوپی برای کامپوزیت ۵ درصد کاربید بور در زمینه آلومینیم(بدون اچ) ساخته شده به روش گردابی در دمای C °۱۰۰۰ (بزرگنمایی ۳۰۰×)

افزایش دمای ریخته‌گری کامپوزیت از دمای ۸۵۰ به ۱۰۰۰°C به خاطر افزایش قابلیت تر شوندگی خواص مکانیکی افزایش می‌یابد، (جدول ٤) اما تصاویر میکروسکوپی وجود تیغه های ریز، نازک و سوزنی شکل سفید رنگ را نشان می‌دهد که تقریباً در کل مقطع پراکنده شده اند. در دمای بالاتر ریخته‌گری احتمال حذف پوشش همزن و انحلال و یا ترکیب آهن با مذاب آلومینیم افزایش می‌یابد. به طوری که می توان سوزن های مشاهده شده را به فریت آلومینیم مرتبط نمود[28]. لازم به ذکر است که در دمای یوتکتیک Al-Fe (٦٥٥ °C) انحلال آهن در آلومینیم حدود ۲/۲٪ بوده به طوری که در هنگام سرد شدن و خارج شدن از حد حلالیت به شکل Al_3Fe ظاهر می‌شود[29]. در ضمن انرژی آزاد تشکیل ترکیب فوق منفی بوده و با افزایش دما منفی تر می‌شود (ΔG=۱۲۷۰۰-۳/۸T).

علی رغم مشکلات مربوط به عدم ترشوندگی برای ذرات B_4C کامپوزیت Al-۱۰٪B_4C بالاترین خواص مکانیکی را نسبت به دو گروه دیگر می‌دهد که مربوط به ماهیت قوی تر بودن و بالاتر بودن درجه کوالانتی آن می‌باشد. اما لازمه آن انجام فرآیند ریخته‌گری در دماهای بالاتر و فائق آمدن بر مشکلات مربوط به عدم ترشوندگی و در ضمن سبک بودن آن می‌باشد.

نتیجه گیری

نتایج ریخته‌گری گردابی نشان می‌دهد که به خاطر سبک بودن ذرات B_4C و همچنین قابلیت اکسیداسیون ذرات B_4C و TiC با اضافه کردن این ذرات در درون فویل‌های آلومینیومی توزیع بهتر و اکسیداسیون کمتری حاصل می‌شود. مطابق با نتایج به دست آمده شرایط بهینه برای ساخت کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی بخصوص برای ذرات تقویت کننده Al_2O_3، TiC می‌توان دمای ریخته‌گری حدود ۷۰۰–۷۵۰ درجه سانتی گراد، سرعت هم زدن ۷۵۰–۷۰۰ دور بر دقیقه، همزن با پره های توربینی و با زاویه ۳۰ درجه نسبت به محور دوران، افزودن ذرات تقویت کننده با نرخ نسبتاً ثابت به مذاب (حداکثر ۱/۲ گرم بر ثانیه)، زمان همزدن حداکثر تا ٦ دقیقه برای ذرات کاربیدی و تا ۱۷ دقیقه برای ذرات آلومینا، را در نظر گرفت. در این شرایط توزیع یکنواخت تری از ذرات حاصل می‌شود، بدون اینکه مشکلات مربوط به جذب گاز های محیطی و اکسیداسیون را به دنبال داشته باشد. برای اکسید بور لازم است دمای ریخته‌گری را تا ۱۰۰۰ °C افزایش و با انجام تدابیر خاص مشکل ترشوندگی آن را کاهش

داد. با وجود این فقط تـا B_4C ۱۰٪ خـواص مکـانیکی افزایش می‌یابد اما خواصی معادل و حتـی بـالاتر از دو گروه دیگر را به دست می‌دهد. با افزایش درصد وزنـی ذرات آلومینا تا کمتر از ۲۵٪و کاربید تیتـانیم تـاکمتر از ۱۸٪درصد، سـختی و اسـتحکام کامپوزیـت $Al\text{-}Al_2O_3$ افزایش یافته و این در حالی است که وزن مخصوص آلیاژ تغییر قابل توجهی نـدارد. خـواص ماشـین کـاری کامپوزیت‌های فوق نسبت به آلیـاژ آلـومینیم بـه دلیـل وجـود ذرات سـخت تقویـت کننـده بهبـود یافتـه و براده‌های پیوسته حاصل از ماشینکاری برای آلومینیم به صورت منقطع در می‌آیند.

مراجع

1. Frage, N., "Manufacturing B_4C–(Al,Si) composite materials by metal Alloy infiltration", *J. of Mat. Process. Tech*., 144, pp.486-490, (2003).
2. Sreekumar, K.R., Ravi, V.M., Pillai, R.M and Mahato, C., "Optimization Of mixing parameters through a water model for metal matrix composites synthesis", *Mat design*, Vol 37, pp. 113-123, (2005).
3. Marianna Kouzeli, "Effect of reaction on the tensile behavior of infiltrated boron carbide–aluminum composites ", *J. of Mat. Process. Tech*.,158, pp.124-131, (2002).
4. Lee, K.B., "Reaction products of Al-Mg/B_4C composite fabricated by pressurless infiltration technique ", J. Mat. Sci and Eng., A302, pp. 227-234, (2001).
5. Shorowordi, K.M. and et al., "Microstructure and interface characteristics of B_4C,SiC and Al_2O_3 reinforced Al matrix composites", *J. of Mat. Process. Tech*., 142, pp.738-743, (2003).
6. Forn, A., Baile, M.T., and Ruperez, E., "Spinl effect on the mechaincal Properties of metal matrix composites with Al_2O_3 particles", *J. of Mater. Process. Tech*., Vol 134-144, pp. 58-61, (2003).
7. Doel, T.J.A., and Bowen, P.,"Tensile properties of particle reinforced Metal matrix composites", *composite* , part A, Vol. 27, pp, 655- 665, (1996).
8. Zhao, D., Tuler, F.R. and Lioyd, D.J., "Fracture at elevated temprature in a particle reinforced composites" *Acta Mater*., Vol 42, pp. 2525-2533, (1994).
9. Vedani, M., and Gariboldi, E., "Damage and ductility of particulate and Short-fibre $Al\text{-}Al_2O_3$ Composites", *Acta mater*., Vol 44, pp.3077-3088, (1996).
10. Nikhilesh, Ch., and Krishhan k,Ch., "*Metal Matrix Composites*", Arizona State University and Tempe Az,University of Alabama at Birmingham, (2006).
11. kennedy, A.R., Weston, D.P., and Jone, M.I., "Reaction in Al-TiC metal matrix composite, *Materials Science and Engineering*", Vol. 316, pp. 32-38, (2001).
12. Surappa, M.K., "Aluminium Matrix Composite:challenges and opportunities, *materials science and engineering A*", Vol.28., pp.319-334, (2005).

13. Shinobu, H., Akira, y., "Fabrication and characterization of TiC/Al composites", *Materials Science and Engineering A*, Vol.265, pp. 71-76, (2007).
14. Datta G.L., and Chakraborty M., "A study on the machinability behaviour of Al-TiC composite prepared by in situ technique", *Materials Science and Engineering A,* Vol.428, pp.34-40, (2006).
15. Kenned A..R., and Wyatt S.M., Characterising paticle-matrix interfacical bonding in particulate Al-TiC MMC produced by different methods, *Composites,* Part A, Vol. 32, pp. 555-559, (2001).
16. Tang Feng, "Dry sliding friction and wear properties of B_4C particulate-reinforced Al-5083 matrix composites", *Wear,* 264, pp.555–561, (2008).
17. Krishan.k. Chawla., "*Composite Materials Science and Engineering*", 4th Edition Dep of Materials and Metallurgical Engineering New Mexico Socorro, N.M 87801\USA, pp. 4-24., (1989).
18. محمد ملازاده، "ساخت کامپوزیت آلومینیوم – زیرکونیا به روش ریخته گری گردابی"، یازدهمین کنگره سالانه انجمن مهندسین متالورژی ایران، (۱۳۸٦).
19. Aizenshtein M., "Wetting and interface in the B_4C/Al-Me (Me=Cu,Sn) systems ", *Materials Science and Engineering A*, 474, pp. 214-217, (2008).
20. Hong S.J, Kim H.M, Huh D. and Chune B.S., "Effect of clustering On the mechanical properties of SiC particulate reinforced aluminum Alloy 2024 MMC", *Mater. Sic Eng. A*, Vol. 347, pp. 198-204, (2003).
21. محمود محمودی، "تولید کامپوزیت Al-SiC به روش ریخته گری همزدنی و تأثیر منیزیم بر ترشوندگی ذرات SiC"، یازدهمین کنگره سالانه انجمن مهندسین متالورژی ایران، (۱۳۸٦).
22. Hashim J., Looney L. and Hashmi, M.S.J., "particle distributon in cast metal matrix composites," *J .Mater .Process. Tech*., Vol. 123, pp. 258-263, (2002).
23. Jasmi Hashim , "The production of cast metal matrix composite by a modified stir casting method", *Journal of Technology*,Vol.35, pp. 9-20, (2001).
24. Bala S., Vanandha Prabo S., Namoorthy L. K. and Kathiresan S., "Influence of stirring speed and stirring time on distribution of particles in cast metal matrix composites", *J. Mat . Process. Tech.,* Vol. 171,.pp. 268-273, (2006).
25. Hashim J. , Looney L and Hashmi M.S.J , "Metal Matrix Composite Production by the stir-casting method", *J.of Mater. Process. Tech*., Vol 92-93, pp. 1-7, (1999).
26. Ralph B.. Yuen H.C. and Lee, W.B, "The processing of metal matri Composites, an overview", *J. Mat. Process. Tech .,* Vol. 63, pp. 339-353, (1997).
27. Hashim, J. , Looney, L. and Hashmi, M.S.J., "The enhancement of wetability of SiC particel in cast aluminium matrix composites", *J .Mat. Process. Tech*., Vol. 119, pp. 329-335, (2001).
28. Shaverdi, H. R. and et al., "Microstructural analysis of interfacial reaction between molten aluminium and solid iron", *J .Mat. Process. Tech*., Vol. 124, pp. 345-352, (2002).

۲۹. ناصر توحیدی، محمد صالح مسعودی، "انحلال آهن اسفنجی در آلومینیم مذاب برای تولید کامپوزیت $Al\text{-}Al_3Fe$"، سمپوزیم فولاد ۸۳، شرکت فولاد آلیاژی ایران- یزد، (۱۳۸۳).